بررسی تأثیر سرعت ورود مذاب به محفظه‌ی قالب بر چقرمگی شکست آلیاژ منیزیم AZ91 *

حمیدرضا سعادتی فر(۱)   مهدی میرزایی(۲)   سید حسین رضوی(۳)   سیدمحمدعلی بوترابی(٤)

چکیده

بر روی سطح مذاب آلیاژهای منیزیم به‌دلیل داشتن نرخ بالای اکسایش، به‌سرعت یک لایه‌ی اکسیدی تشکیل می‌شود. لایه‌های اکسیدی در نتیجه‌ی تلاطم سطحی وارد مذاب می‌شوند، و به‌دلیل فصل مشترک ناپیوسته‌اشان، درون قطعه باقی مانده و بر خواص مکانیکی و اعتمادپذیری قطعات ریختگی تأثیر منفی می‌گذارند. در این پژوهش، تأثیر سرعت بحرانی و دو سرعت بالاتر از آن بر چقرمگی شکست بررسی شده است. نتایج نشان دادند که افزایش سرعت از میزان بحرانی آن موجب کاهش چقرمگی شکست قطعات می‌شود، به‌طوریکه افزایش سرعت از ۰/٤m/s (سرعت بحرانی) به ۳/۰ m/s چقرمگی شکست را تا حدود ٤۰ درصد کاهش داد. افزون بر این، با افزایش سرعت ورود مذاب درون قالب تا ۱/۰ m/s و ۳/۰ m/s، مدول ویبول از میزان ۱۳/۳٤ به‌ترتیب به مقادیر ۷/۲۸ و ٤/۹۳ کاهش یافته و پراکندگی نتایج بیش‌تر شد. تصویرهای SEM نشان دادند که با افزایش سرعت از حد سرعت بحرانی، مقدار و اندازه‌ی لایه‌های اکسیدی به‌شدت افزایش می‌یابند. افزون بر این، در سرعت‌های بالاتر از سرعت بحرانی لایه‌های دوتایی در سطح مشاهده شدند، و این به‌دلیل تلاطم سطحی بسیار بالای مذاب در سرعت‌های بالاتر بوده است. بررسی سطح مقطع شکست نشان داد که فرایند شکست در نمونه‌ی ریخته‌گری شده با سرعت بالاتر از سرعت بحرانی از نوع ترد است، درحالی‌که سازوکار شکست در سرعت بحرانی از نوع نرم بوده است.

واژه‌های کلیدی سرعت بحرانی، تلاطم سطحی، لایه‌ی اکسیدی، آلیاژ منیزیم AZ91، چقرمگی شکست.

The Effect of Velocity of the Melt Entering the Die Cavity on Fracture Toughness of AZ91 Magnesium Alloy

H.R. Saadatifar   M. Mirzaei   S.H. Razavi   S. M. A. Boutorabi

Abstract

Magnesium alloys in liquid-phase condition form surface oxide films due to their high rate of oxidation. Oxide films enter the melt as a result of surface turbulence, and remain inside the workpiece after solidification. The incoherent nature of their interface causes decreases in mechanical properties and reliability of castings. The effect of critical velocity and greater velocities of entering the melt into the die cavity on fracture toughness has been studied in this research. Results indicated that an increase in the velocity decreases the fracture toughness, e.g. an increase of the velocity from 0.4 m/s (critical gate velocity of magnesium alloys) to 3.0 m/s decreases the fracture toughness for about 40%. Furthermore, increasing the velocity of melt entering the mold from 0.4 m/s to 1.0 and 3.0 m/s resulted in a decrease in the Weibull modulus from 13.34 to 7.28 and 4.93, respectively, and consequently, caused the results to be more scattered. SEM micrographs showed that increasing the velocity beyond the critical value increases significantly the quantity and size of the oxide films. Moreover, for the case of speeds greater than the critical value, double-layer films are observable due to considerable surface turbulence of the melt. Analysis of the fractured surfaces also showed that the failure mode of specimens produced using velocities greater than the critical value is of brittle type, whereas it was found to be ductile for the case of critical velocity.

Key Words critical velocity, surface turbulence, oxide film, magnesium alloy AZ91, fracture toughness.

---

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۸۹/۱۰/۱ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۱/٤/۳۱ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱)نویسنده‌ی مسئول: دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده‌ی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(۲) دانشجوی کارشناسی ارشد، دانشکده‌ی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(۳) استاد دانشکده‌ی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

(٤) استاد دانشکده‌ی مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران

مقدمه

امروزه کاربرد آلیاژهای منیزیم در سازه‌های سبک و قابل اعتماد از اهمیت بسیاری برخوردار شده است. چگالی فلز خالص منیزیم تقریباً دوسوم آلومینیم و یک چهارم آهن است. آلیاژهای منیزیم دارای مزایای ویژه‌ای هستند از جمله چگالی پایین، قابلیت بسیار خوب جذب ارتعاش، قابلیت ماشین‌کاری مناسب، انقباض ریخته‌گری کم، ثبات ابعادی بسیار خوب، استحکام ویژه‌ی بالا، عدم فرسایش در قالب، گرمای ذوب کم، حافظت خوب در برابر امواج الکترومغناطیس. با این وجود، نقاط ضعفی هم از جمله مقاومت ناکافی، ازدیاد طول کم، مقاومت کم در برابر گرما و آسیب پذیری در برابر خوردگی دارند [1,2,3].

لایه‌های اکسیدی نقش مخربی بر خواص مکانیکی آلیاژهای منیزیم دارند. گزارش شده است که لایه‌های اکسیدی می‌توانند استحکام و مقاومت به خستگی قطعات ریختگی را به‌میزان قابل توجهی کاهش دهند [4]. در ریخته‌گری آلومینیم، رعایت سرعت بحرانی باعث تولید قطعات ریختگی با کیفیت و با خواص مکانیکی بهتر می‌شود [5].

صدمات ناشی از ورود مذاب متلاطم به محفظه‌ی قالب از دیدگاه‌های مختلف بررسی شده است. از سال ۱۹۵۰ میلادی، تحقیقات بر روی سرعت بحرانی توسط اِلیوت و اِستوود شروع شده است [6]. رانیرو، بوترابی و کَمبل در سال ۱۹۹۲ با استفاده از فیلم‌برداری فوران آزاد مذاب، سرعت بحرانی را برای فلز آلومینیم نسبتاً خالص برابر با ۰/۵ m/s اندازه‌گیری کردند [5]. بحرینیان سرعت بحرانی آلیاژ منیزیم ZK51 را به‌روش فوران آزاد برابر با ۰/۵ m/s و در شرایط ورود به قالب برابر با ۰/۳ m/s اندازه‌گیری کرد [۷]. میرک نشان داد که تغییر مُرفولوژی جبهه‌ی مذاب از حالت لایه‌ای به قارچی شکل در محدوده سرعت ۰/۵-۰/۳ m/s انجام شده و در سرعت‌های بالاتر از ۱ m/s، مُرفولوژی جبهه مذاب به‌شکل فورانی درآمده و در این شرایط، اختلاط لایه‌های سطحی با لایه‌های زیرین حتمی است [۸].

چقرمگی شکست یکی از خواص مکانیکی است که کم‌تر در تحقیقات به آن پرداخته می‌شود. چقرمگی شکست، قابلیت مواد در جذب انرژی و تغییر شکل موم‌سان قبل از شکست را نشان می‌دهد. در این تحقیق، به جنبه‌های مختلف تأثیر سرعت ورود مذاب به قالب بر روی چقرمگی شکست آلیاژ منیزیم AZ91 پرداخته شده است. این آلیاژ یکی از آلیاژهای مهم ریخته‌گری است که در این تحقیق، نقش سرعت بحرانی بر روی چقرمگی شکست آن مطالعه می‌شود.

روش تحقیق

در این تحقیق، آلیاژ منیزیم- آلومینیم (AZ91) با ترکیب شیمیایی نشان داده شده در جدول (۱) مورد مطالعه قرار گرفته است. برای طراحی سیستم راه‌گاهی از نوموگرام کَمبل استفاده شد. ابتدا آهنگ پر شدن قطعه به‌میزان ۰/٦ Kgs^{-1} تعیین شد. با استفاده از این نوموگرام، مساحت بالای راه‌گاه بارریز برای قطعه‌ای به جرم ۱/۱۵ Kgs^{-1}، برابر با ۵۰۰mm^2 یا دایره‌ای به‌قطر ۲۵ mm به‌دست آمد. مساحت راه‌باره برای این شرایط برابر با ٦۵۰mm^2 تعیین شد. افزون بر این، با در نظر گرفتن ارتفاع بارریزی به‌اندازه‌ی ۲۰۰ mm، مساحت پایین راه‌گاه بارریز تقریباً برابر با ۲۷۰ mm^2 یا دایره‌ای به‌قطر ۱۸/۵ mm تعیین شد.

جدول ۱ ترکیب شیمیایی آلیاژ AZ91 ریخته‌گری شده

عنصر آلیاژی	Al	Zn	Mn	Si	Cu	Mg
درصد وزنی	۸/۱	۰/۹۷	۰/۲۲	۰/۰۳	۰/۰۴	۹۰/۶۱

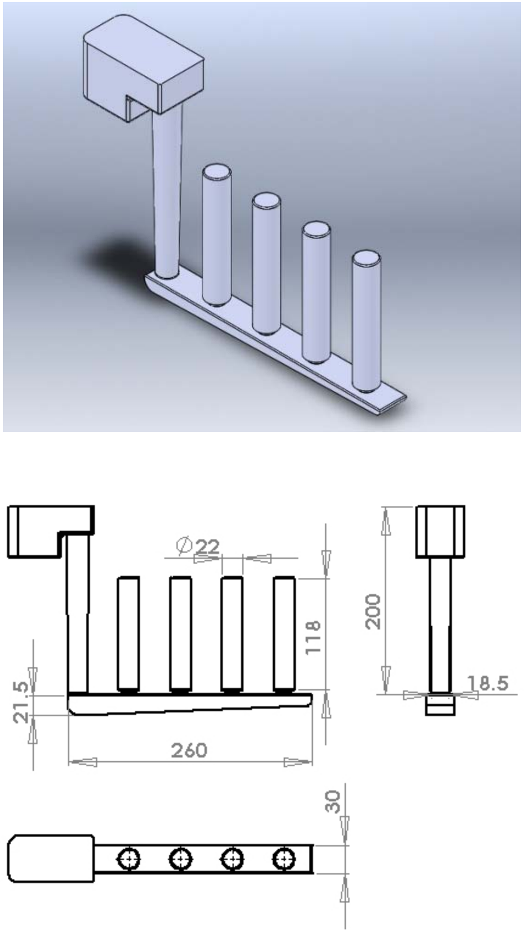
سطح مقطع راه‌بار مستطیل شکل به‌گونه‌ای طراحی شد که نسبت عرض به ضخامت آن ۲ به ۱ باشد [۹]. بر این مبنا، مساحت به‌دست آمده برای راه‌بار برابر با ٦۵۰ mm^2، و عرض و ضخامت آن به‌ترتیب برابر با ۳۰ و ۲۱/۵ میلی‌متر تعیین شد. افزون بر این،

سطح مقطع راهباره برای جاری شدن یک‌نواخت مذاب درون آن، به‌شکل کاهشی طراحی شد.

با توجه به این‌که در این تحقیق، ریخته‌گری می‌باید با سرعت بحرانی و دو سرعت دیگر انجام می‌شد، سرعت ۰/٤ m/s به‌عنوان سرعت بحرانی، و سرعت‌های بالاتر به‌میزان‌های ۱/۰ m/s و ۳/۰ m/s انتخاب شدند. با توجه به معادلات مکانیک سیالات، قطر راه‌باره برای رسیدن به این سرعت‌ها محاسبه شد. برای رسیدن به سرعت بحرانی ۰/٤ m/s و دو سرعت دیگر، ۱/۰ m/s و ۳/۰ m/s، قطر هر یک از راه‌باره‌ها در هر حالت به‌ترتیب برابر با ١٦/٥، ١٠/٤ و ٦ میلی‌متر تعیین شد. با در نظر گرفتن مجموعه اطلاعات ذکر شده، سیستم راه‌گاهی شکل (۱) طراحی شد.

مدل چوبی مورد نظر برای ساخت قطعه، بر اساس نتایج محاسبات فوق‌الذکر طراحی شد. بر این مبنا، مدل چوبی به‌گونه‌ای طراحی شد تا سطح جدایش در قالب‌گیری به‌صورت افقی و در ریخته‌گری به‌صورت عمودی باشد تا به‌این وسیله، پر شدن قالب از زیر و به‌صورت ته‌پر تضمین شود.

کوره‌ی ذوب مورد استفاده در این تحقیق از نوع مقاومتی بود، و محفظه‌ی آن به‌شکل استوانه‌ای به‌عمق ۰/۵ متر و قطر دهانه‌ی ۰/۳ متر بود. افزون بر این، مذاب در یک بوته‌ی گرافیتی به ظرفیت ۲۰ کیلوگرم منیزیم تهیه شد. در مرحله‌ی قالب‌گیری، ترکیبی از ماسه‌ی سیلیسی با ٤ درصد چسب سیلیکات سدیم و ۰/۵ درصد پودر گوگرد خشک در یک دستگاه مخلوط‌کن به ظرفیت ۲۰۰ کیلوگرم به‌مدت ۵ دقیقه مخلوط شدند. پس از پایان مراحل آماده‌سازی، دو لنگه از قالب‌ها بر روی هم قرار گرفتند. پس از آن، قالب‌ها از زیر و رو بر روی صفحه‌های فلزی قرار داده شدند و با استفاده از گیره به آن‌ها قفل شدند. سپس، به‌صورت عمودی بر روی یک سطح نرم ماسه‌ای قرار داده شدند، و به‌این ترتیب برای انجام ریخته‌گری آماده شدند (شکل ۲).



شکل ۱ طرح سیستم راه‌گاهی پرشونده از زیر برای ساخت نمونه‌های آزمون مکانیکی

از یک فلاکس با نام تجاری مَگرکس (Magrex) برای حفاظت منیزیم در برابر اکسایش استفاده شد. فلاکس از دمای حدود ٤٠٠ °C به شارژ کوره افزوده شد تا از ابتدا بتواند اکسیژن را از محفظه‌ی کوره حذف کند. بارریزی در دمای ٧٤٠ °C و پس از عملیات شلاکه‌گیری انجام شد. برای این‌منظور، از یک بوته‌ی فولادی ۵۰۰ گرمی پیش گرم شده استفاده شد.

برای بررسی تأثیر سرعت ورود مذاب آلیاژ منیزیم به درون قالب بر چقرمگی شکست، از آزمون کشش برای اندازه‌گیری استحکام نمونه‌های استاندارد بدون شیار و شیاردار استفاده شد. نمونه‌های استاندارد مطابق

بـا اسـتاندارد ASTM B646 و ASTM E602، ماشین‌کاری شدند.

نتایجی کـه بـر اسـاس اسـتاندارد ASTM B646 به‌دست می‌آیند، معیـار بسـیار خـوبی بـرای چقرمگـی شکست ماده هستند. با استفاده از نتایج آزمون کشـش، استحکام کششی نمونه‌های شیاردار و استحکام تسـلیم نمونه‌های بدون شیار تعیین می‌شود. پس از آن، نسبت استحکام کششی نمونه‌ی استاندارد شیاردار (NTS) بـه استحکام تسلیم نمونه‌ی استاندارد بـدون شـیار (TYS) تعیین مـی‌شـود. ایـن نسـبت بـه‌اختصـار بـا NYR یـا (NTS/TYS) نشان داده می‌شود. این نسـبت بـه‌عنـوان معیاری معتبر برای چقرمگی شکست (K_{IC} یـا K_Q) در نظر گرفته می‌شود .



شکل ۲ قالب‌های آماده شده برای ریختن مذاب

تأثیر سـرعت ورود مـذاب بـر پراکنـدپی مقـادیر چقرمگی شکست نمونه‌های ریختگی با استفاده از مدل توزیع جمعی ویبول بررسـی شـد. در تحلیـل ویبـول، کسر تجمّعی نمونه‌ها بر اساس رابطـه‌ی زیـر محاسـبه شد:

$$F_w = \frac{n-\frac{0}{3}}{N-\frac{0}{4}} \qquad (1)$$

و شیب هر خط به‌عنوان مدول ویبول برای هر نمونه با رسـم نمـودار تغییـرات $\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-F_w}\right)\right)$ بـر حسـب ln(NTS/TYS) محاسبه شد.

نتایج و تحلیل

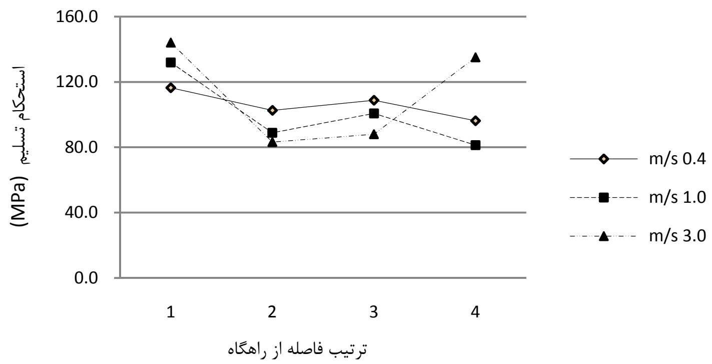
نتایج نشان می‌دهند که مقـادیر اسـتحکام تسـلیم نمونه‌های بدون شیار در سرعت ورود مذاب بـه قالـب برابر با ۰/٤ m/s، در محدوده‌ی ۹٦/۲ MPa تا ۱۱٦/۵ MPa تغییر می‌کنند، در حالی‌که این دامنـه‌ی تغییـرات در سـرعت ۳/۰ m/s بـین ۸۳/۲ MPa و ۱٤٤/۲ MPa قرار دارد. افزون بر این، مقادیر استحکام کششی نمونه- های شیاردار ریختگـی بـه‌ازای سـرعت ۰/٤ m/s، در محدوده‌ی ۹۱/۸ MPa تـا ۹٤/۱ MPa قـرار دارد، ولـی دامنـه‌ی تغییـرات آن در سـرعت ۳/۰ m/s بـین ۵۹/۹ MPa و ۹۱/۱ MPa قرار گرفته است.

نتایج مربوط به چقرمگی شکست نمونه‌هـا کـه از تقسیم استحکام کششی نمونه‌های شیاردار به اسـتحکام تسلیم نمونه‌هـای بـدون شـیار (NTS/TYS) بـه‌دسـت آمده‌اند، برای سرعت ریخته‌گری ۰/٤ m/s بین ۰/۸۱ تا ۰/۹۷ متغیر است (با میانگین ۰/۸۸). این در حالی است که برای سرعت‌های ریخته‌گری ۱/۰ m/s و ۳/۰ m/s، بـه‌ترتیـب در دامنـه‌ی ۰/۷۳ تـا ۰/۹۵ و ۰/۵۸ تـا ۰/۹٤ تغییر می‌کنند (با میانگین‌های به‌ترتیب ۰/۸٤ و ۰/۷۳).

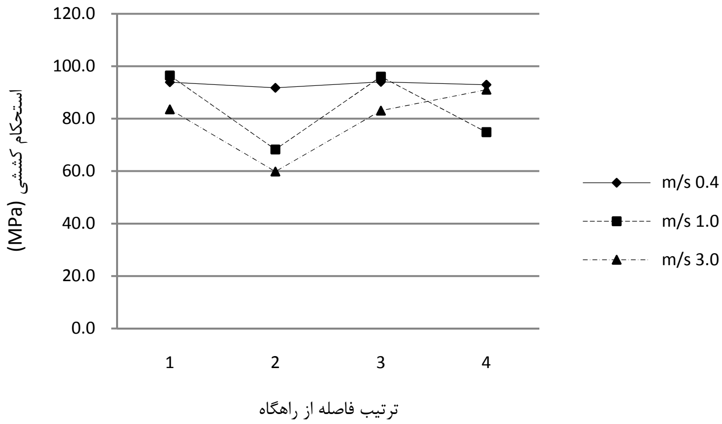
نتایج نشان می‌دهند که بـا افـزایش سـرعت ورود مذاب به قالب، اختلاف اسـتحکام تسـلیم نمونـه‌هـای بدون شیار بیش از ۲/۵ برابر افزایش یافتـه اسـت. ایـن اختلاف در نمونه‌هـای شـیاردار بـه بـیش از ۱۲ برابـر رسیده است. شـکل (۳) و (٤) نمـودارهـای اسـتحکام تسـلیم نمونـه‌هـای بـدون شـیار و اسـتحکام کششـی نمونـه‌هـای شـیاردار را در سـرعت‌هـای مختلـف ریخته‌گری نشان می‌دهند. اختلاف بین استحکام تسلیم نمونه‌های بدون شیار در سرعت‌های بـالاتر از سـرعت بحرانی به‌دلیل افـزایش لایـه‌هـای اکسـیدی حاصـل از جریان مذاب و تلاطم سطحی بیش‌تـر آن هنگـام ورود به قالب، ایجـاد شـده اسـت. ایـن باعـث مـی‌شـود تـا لایه‌های اکسیدی به‌مقادیر بیش‌تر و به‌صورت پراکنده و

تصادفی در قطعه توزیع شوند. بنابراین، در نمونه‌هایی که تجمع لایه‌های اکسیدی در بخش شکست آن بیش‌تر است، استحکام بیش‌تر کاهش می‌یابد و برعکس، در قطعاتی که لایه‌های کم‌تری در مقطع شکست توزیع شده‌اند، استحکام بیش‌تری به‌دست می‌آید. به‌این ترتیب، اختلاف استحکام در نمونه‌هایی که با سرعت بیش‌تری از سرعت بحرانی وارد قالب می‌شوند، توجیه می‌شود.

اختلاف استحکام کششی در نمونه‌های شیاردار بسیار بیش‌تر دیده می‌شود، به‌گونه‌ای که در هر دو سرعت m/s ۱/۰ و m/s ۳/۰، میزان اختلاف حدود ۱۲ برابر است. وجود هرگونه ناپیوستگی درون قطعه باعث می‌شود تا تنش در ناحیه‌ی نزدیک به آن بیش از تنش متوسط در فاصله‌های دور از آن شود. بنابراین، تمرکز تنش در ناپیوستگی یا منبع تنش رخ می‌دهد. با حضور شیار در یک جسم، تنش موضعی بیشینه‌ای در نوک آن ایجاد می‌شود. با این‌حال، تأثیر مهم و اصلی شیار ایجاد تمرکز تنش نیست، بلکه ایجاد تنش سه‌محوری در مجاورت خود است. افزون بر این، وجود شیار در یک جسم با ایجاد کارسختی موضعی زیاد و ترک خوردگی و نیز، با ایجاد نرخ کرنش موضعی زیاد، تمایل به شکست ترد را در ماده افزایش می‌دهد.



شکل ۳ نمودار مقایسه‌ای استحکام تسلیم نمونه‌های بدون شیار به ازای سرعت‌های مختلف ورود مذاب به قالب



شکل ٤ نمودار مقایسه‌ای استحکام کششی نمونه‌های شیاردار به‌ازای سرعت‌های مختلف ورود مذاب به قالب

در نمونه‌هایی که در آن‌ها مذاب با سرعتی بالاتر از سرعت بحرانی پر شده است، اگر لایه‌های اکسیدی در محل شکست توزیع شده باشند، شیار با ایجاد تمرکز تنش در رأس لایه‌ی اکسیدی و لایه‌ی دوتایی باعث می‌شود تا ترک حاصل از آن به‌سرعت گسترش یابد. در این شرایط، نمونه با تنش کم‌تری تسلیم شده و شکست رخ می‌دهد. بنابراین، اختلاف استحکام تسلیم بیش‌تری در نمونه‌های شیاردار به‌وجود می‌آید.

همان‌طور که در شکل‌های (۳) و (٤) مشاهده می‌شود، پراکندگی در استحکام تسلیم نمونه‌های ریخته شده در سرعت بحرانی به‌دلیل سالم‌تر بودن آن‌ها و حضور بسیار کم‌تر لایه‌های اکسیدی در آن‌ها، چه در حالت بدون شیار و چه شیاردار، بسیار کم‌تر دیده می‌شود. برعکس، پراکندگی استحکام تسلیم در سرعت‌های بالاتر بسیار بیش‌تر مشاهده می‌شود.

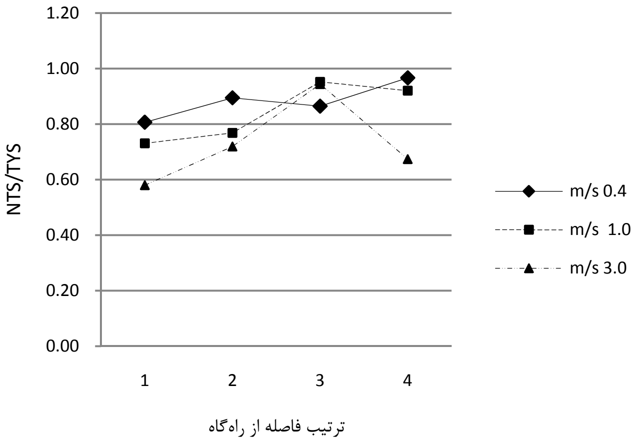
در شکل (٥)، نمودارهای تغییرات NTS/TYS به‌صورت مقایسه‌ای آورده شده است. افزون بر این، مقادیر میانگین NTS/TYS به‌ازای سرعت‌های مختلف ریخته‌گری در جدول (۲) آمده‌اند.

جدول ۲ مقادیر میانگین نسبت NTS/TYS به‌ازای سرعت‌های مختلف ریخته‌گری

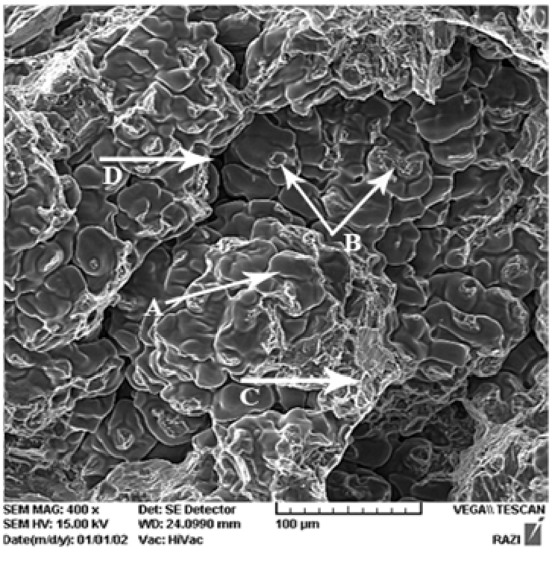
میانگین NTS/NYS	سرعت ورود مذاب به قالب m/s
۰/۸۸	۰/٤
۰/۸٤	۱/۰
۰/۷۳	۳/۰

همان‌طور که دیده می‌شود، مقدار میانگین چقرمگی شکست نمونه‌های ریخته‌گری شده با سرعت ۰/٤ m/s بزرگ‌تر از دو سرعت دیگر است. افزون بر این، با افزایش سرعت ورود مذاب به قالب چقرمگی شکست کاهش یافته است. در صورتی که سرعت ورود مذاب به قالب در محدوده‌ی سرعت بحرانی قرار دشته باشد، مقدار به‌دست آمده بسیار نزدیک به مقادیر ذکر شده در مراجع است [12]. همان‌گونه که در شکل (٥) مشاهده می‌شود، میزان پراکندگی چقرمگی شکست در سرعت ۰/٤ m/s بسیار کم‌تر از سرعت‌های بالاتر از سرعت بحرانی است، به‌گونه‌ای که اختلاف بزرگ‌ترین و کوچک‌ترین مقدار چقرمگی شکست در نمونه‌های مختلف به‌ازای سرعت بحرانی برابر با ۰/۱٦ می‌باشد، و برای دو سرعت دیگر به‌ترتیب با رشد ۳۷ و ۱۲٥ درصد، به مقادیر ۰/۲۲ و ۰/۳٦ افزایش یافته است. همان‌طور که قبل از این ذکرشد، کاهش چقرمگی شکست و افزایش پراکندگی آن در سرعت‌های بالاتر از سرعت بحرانی به‌دلیل وجود تلاطم سطحی بیش‌تر در مذاب وارد شده به قالب در سرعت‌های بالاتر از سرعت بحرانی است. افزایش تلاطم مذاب در هنگام ورود به قالب به‌معنی اکسایش بیش‌تر مذاب و ورود بیشتر اکسیدها و لایه‌های دوگانه درون قالب است. افزایش بیش‌تر این ناخالصی‌ها درون قطعه به‌معنی وجود ریزترک‌های بیش‌تر در قطعه است که باعث کاهش چقرمگی شکست می‌شوند.

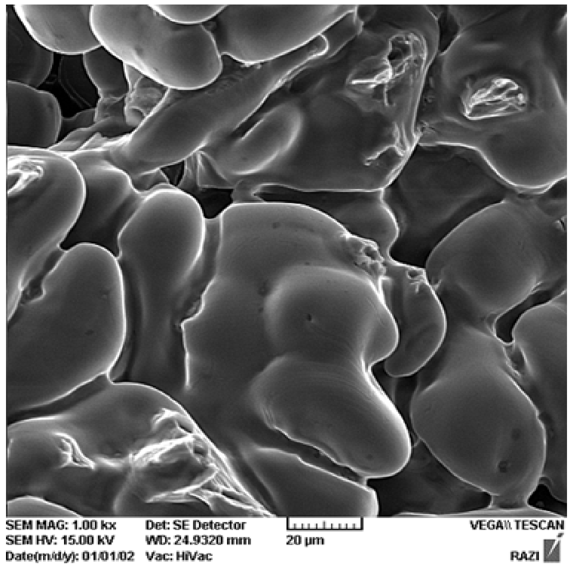
بررسی تصویرهای SEM نشان می‌دهد که افزایش حضور لایه‌های اکسیدی با افزایش سرعت ورود مذاب درون قالب متناسب است. در شکل (٦)، تصویرهای مقطع شکست نمونه‌ی ریخته‌گری شده با سرعت ۰/٤ m/s نشان داده شده‌اند. در این تصویرها، دندریت‌ها و محل‌های جدایش آن‌ها به‌همراه لایه‌های اکسیدی ضعیف و حفره‌های انقباضی قابل مشاهده‌اند. همان‌گونه که مشاهده می‌شود، اگرچه در سرعت بحرانی شکست در بخش کوچکی از مناطق و در امتداد لایه‌های اکسیدی رخ داده است، ولی بیش‌تر از محل جدایش دندریت‌ها اتفاق افتاده است.



شکل ۵ نمودار مقایسه‌ای مقادیر NTS/TYS به‌دست آمده در سرعت‌های مختلف ورود مذاب درون قالب



(الف)



(ب)

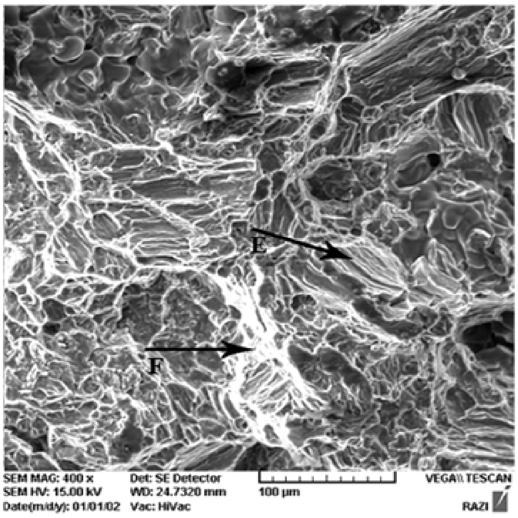
شکل ٦ تصویرهای مقطع شکست نمونه‌ی ریخته‌گری شده با سرعت m/s ۰/٤؛ الف) بزرگ‌نمایی ٤۰۰ برابر، ب) بزرگ‌نمایی ۱۰۰۰ برابر. (A) دندریت‌ها، (B) محل‌های جدایش دندریت‌ها، (C) لایه‌های اکسیدی ضعیف، (D) حفره‌های انقباضی

در تصویرهای شکل (۷)، مقطع شکست نمونه‌ی ریخته‌گری شده با سرعت m/s ۳/۰ نشان داده شده است. در این تصویرها، حضور بسیار زیاد و پر تجمع لایه‌های اکسیدی باعث شده است تا شکست بیش‌تر در امتداد لایه‌های اکسیدی باشد. اگرچه که دندریت‌ها در سرعت‌های بالا قابل مشاهده‌اند، ولی پراکندگی بسیار زیاد لایه‌های اکسیدی مانع از مشاهده‌ی واضح آن‌ها شده است.

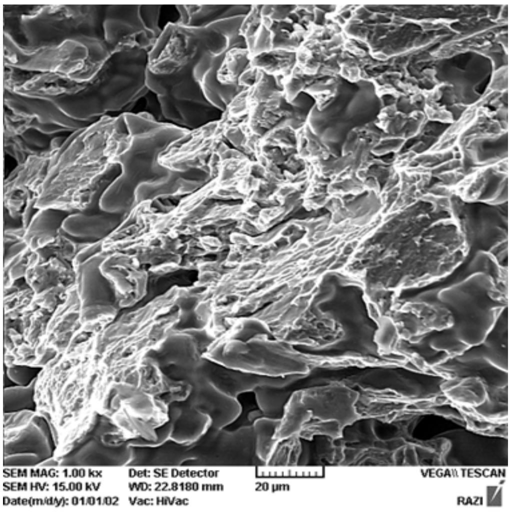
با این‌که میزان لایه‌های اکسیدی در سرعت m/s ۳/۰ در مقایسه با سرعت m/s ۰/٤ بسیار بیش‌تر

است، ولی اندازه و بزرگی آن‌ها نیز به مراتب بزرگ‌تر به‌چشم می‌آید، به‌گونه‌ای که حضور لایه‌های دوتایی در سرعت بالاتر از حد بحرانی بسیار محسوس و قابل ملاحظه است. تصویرهای با بزرگ‌نمایی بالاتر نشان می‌دهند که شکست در سرعت بحرانی از نوع نرم است، ولی لبه‌های تیزتر شکست در سرعت ریخته‌گری بالاتر نشانه‌ای از وقوع شکست ترد است.

پراکندگی نتایج مربوط به چقرمگی شکست با روش تحلیل توزیع تجمّعی ویبول مدل شده است. در جدول (۳)، ضریب‌های عددی معادلات خطوط نمودار ویبول در سرعت‌های مختلف ورود مذاب به قالب آورده شده‌اند. همان‌گونه که ملاحظه می‌شود، مدول ویبول در سرعت ۰/٤ m/s به ۱۳/۳٤ رسیده است، در حالی‌که در سرعت‌های بالاتر از سرعت بحرانی و برای سرعت‌های ۱/۰ m/s و ۳/۰ m/s، مدول ویبول به‌ترتیب تا مقادیر ۷/۲۸ و ٤/۹۳ کاهش یافته است. به عبارت دیگر، در سرعت‌های بالاتر از سرعت بحرانی توزیع مدول ویبول برای چقرمگی شکست به حدود نصف و حتی کم‌تر از آن کاهش یافته است. نتایج نشان می‌دهند که در سرعت‌های بالاتر از سرعت بحرانی، به‌دلیل وجود تلاطم سطحی، چقرمگی شکست کم‌تر و توزیع آن گسترده‌تر است.



(الف)



(ب)

شکل ۷. تصویرهای مقطع شکست نمونه‌ی ریخته‌گری شده با سرعت ۳/۰ m/s؛ الف) بزرگ‌نمایی ٤۰۰ برابر، ب) بزرگ‌نمایی ۱۰۰۰ برابر. (E) لایه‌های اکسیدی، (F) لایه‌ی دوتایی

جدول ۳ ضریب‌های عددی خطوط نمودار ویبول در سرعت‌های مختلف ورود مذاب به قالب

R^2	m	سرعت ورود مذاب به قالب (m/s)
۰/۹۹	۱۳/۳٤	۰/٤
۰/۸۸	۷/۲۸	۱/۰
۰/۹۸	٤/۹۳	۳/۰

نتیجه گیری

۱- با افزایش سرعت ورود مذاب به قالب، چقرمگی شکست نمونه‌های ریخته‌گری شده به‌شدت کاهش یافت.

۲- بررسی تصویرهای میکروسکپی نشان دادند که با افزایش سرعت ورود مذاب به قالب، میزان و اندازه‌ی لایه‌های اکسیدی افزایش چشم‌گیری می‌یابند. این رفتار نشان داد که تلاطم سطحی ناشی از افزایش سرعت مذاب از میزان بحرانی آن موجب تغییر مرُفولوژی سطحی مذاب می‌شود. نتیجه آن‌که لایه‌ی سطحی تاخورده به درون مذاب وارد شده و پراکندگی آن در قطعه را به‌دنبال دارد. ورود این لایه عامل اصلی کاهش چقرمگی شکست قطعه است.

۳. با تحلیل تأثیر تلاطم سطحی بر پراکندگی خواص مکانیکی به‌وسیله‌ی روش ویبول، مدول ویبول نمونه‌های ریخته‌گری شده با سرعت ۰/٤ m/s حدوداً برابر با ۱۳/۳٤ به‌دست آمد، و با افزایش سرعت مذاب به ۱/۰ m/s و ۳/۰ m/s، مقدار آن به‌ترتیب به ۷/۲۸ و ٤/۹۳ کاهش یافت. بنابراین، قطعات ریخته‌گری شده در شرایط آرام و بدون تلاطم (ورود مذاب با سرعت‌هایی کم‌تر از سرعت بحرانی) از درجه‌ی اطمینان بالاتری برخوردارند.

مراجع

1. L. A. Dobrzanski, T. Tanski, J. Domagala, L. Cizek, "Mechanical properties of magnesium casting alloys", *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 24, pp. 99-102, (2007).
2. L. A. Dobrzanski, T. Tanski, L. Cizek, Z.Brytan, "Structure and properties of magnesium cast alloys", *Jornal of Material Processing Technology 192-193*, pp. 567-574,(2007)
3. Horst E. Friedrich, Barry L. Mordike,"Magnesium technology: metallurgy, design, applictionas", Springer, pp.1-4,(2006).
4. Q. G. Wang, P. N. Crepeau, J. R. Davidson, "The Effect of Oxide Films and Properties on Fatigue of Cast Aluminum Alloys", pp.205-215, (2005).
5. J. Runyoro, S. M. A. Boutorabi J. Campbell, "Critical Gate Velocities for Film-Forming Casting Alloys: A Basis for Process Specifications", AFS Trans, pp. 225-234, (1992).
6. L. W. Eastwood, H. E. Elliot, "Magnesium casting", AFS Trans., Vol 58, pp. 103-107, (1950).

۷. بحرینیان،ف.، بوترابی، س.، "بررسی تئوری سرعت بحرانی در آلیاژ منیزیمی (ZK51)"، پایان نامه کارشناسی ارشد دانشگاه علم و صنعت ایران، (۱۳۷۵).

۸. میرک، ع.، دیواندری، م.، بوترابی، س.، "اثر سرعت جریان ورود مذاب به محفظه قالب بر خواص مکانیکی قطعات ریختگی آلیاژ منیزیم (AZ91)"، پایان نامه دکتری تخصصی دانشگاه علم و صنعت ایران، (۱۳۸٦).

۹. محمد علی بوترابی، غلامرضا کزازی، بهرام مصلح، شهروز نفیسی، "نگرشی نوین بر طراحی سیستم‌های راهگاهی"، دانشگاه علم و صنعت ایران، نگارش دوم، (۱۳۸۰).

10. M. M. Avedesian, H. Baker, "Magnesium and magnesium alloys", ASM specialty Handbook, ASM International, Ohio, (1999).